

УДК 541.64:539.3

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ПОРИСТЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ С РЕГУЛЯРНЫМ РАСПОЛОЖЕНИЕМ ПОР: НОВЫЙ ТИП КРИТЕРИЯ ЛОКАЛЬНОГО РАЗРУШЕНИЯ¹

© 2005 г. В. Г. Ошмян, С. А. Тиман, М. Ю. Шамаев

Институт химической физики им. Н.Н. Семенова Российской академии наук
119991 Москва, ул. Косыгина, 4

Поступила в редакцию 08.07.2004 г.
Принята в печать 29.11.2004 г.

На основе разработанной ранее модели больших вязкопластических деформаций полимеров проведено численное моделирование деформирования и разрушения пористых полимерных композитов в условиях одноосного растяжения. Предложен критерий локального разрушения, связывающий возникновение микроразрушений (микропор) в полимере с локальной потерей устойчивости упругих деформаций (вырождением плотности упругой энергии). Для различных значений начальной концентрации регулярно расположенных круглых пор изучена кинетика накопления микропор в матрице в зависимости от степени вытяжки композита, рассчитаны значения предельных удлинений. Показано, что в рамках использованной модели определяющих соотношений рост напряжения течения при увеличении скорости пластического течения (“скоростное упрочнение”) препятствует локализации деформаций в матричных прослойках между порами. Указанный эффект приводит, в частности, к тому, что способность полимера к деформационному упрочнению оказывает заметное влияние на закономерности деформирования и разрушения лишь при больших степенях макропротяжки композита.

ВВЕДЕНИЕ

Процессы возникновения, роста и объединения микроразрушений (микропор) оказывают существенное влияние на неупругое деформирование и характер разрушения полимерных композитов. Микроразрушения могут появляться как в результате отслоения и(или) разрушения частиц наполнителя, так и в результате образования микропор в матрице, что, в свою очередь, может приводить к образованию крейзов [1].

Различные теоретические подходы позволяют оценить влияние порообразования на механическое поведение и предельные характеристики композитов. Методы теории эффективной среды, применяемые в механике композитов (см., например, работы [2, 3] и цитированную в этих работах литературу) для описания хрупкого и ква-

зихрупкого разрушения при малых деформациях, не учитывают особенностей взаимодействия образующихся микроразрушений, их расположения, способности полимерных материалов к большим пластическим деформациям.

Благодаря успехам в разработке определяющих соотношений больших вязкопластических деформаций стеклообразных [4–8] и аморфно-кристаллических [9–13] полимеров появилась возможность численно моделировать процессы деформирования однородных полимеров и неоднородных систем, содержащих разного типа включения: поры, эластомерные частицы, жесткий наполнитель. При численном моделировании полностью отслоенные или разрушенные включения обычно заменяли порами [14–18], после чего изучали свойства пористых полимерных систем.

В работах [16–18] предельные свойства пористых композитов (удлинение при разрыве, прочность, энергию разрушения) рассчитывали на основе анализа напряженно-деформированного со-

¹ Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (коды проектов 03-03-32018 и 04-03-32052).

E-mail: stiman@chph.ras.ru (Тиман Сергей Аркадьевич).

стояния в неразрушенном образце. Кинетика процессов зарождения и накопления микроразрушений, приводящих к макроскопическому разрушению, непосредственно не моделировалась. Подобный анализ дает важную качественную информацию относительно механизма и характера разрушения. Однако кинетика порообразования может существенно влиять на механическое поведение и предельные характеристики композита, особенно в случае вязкого разрушения. В частности, полученные в работе [17] оценки предельных удлинений для ПС, содержащего 20% хаотически расположенных пор, оказались ниже экспериментально измеренных значений как при квазихрупком (при температуре $T < 70^{\circ}\text{C}$), так и при вязком разрушении (при $T > 70^{\circ}\text{C}$). В последнем случае рассчитанные и экспериментальные значения отличаются почти в 5 раз.

В последнее время появился ряд работ [19–22], посвященных численному моделированию деформирования и вязкого разрушения аморфных полимеров (ПС, ПК, ПММА), учитывающих экспериментально обнаруженные закономерности зарождения, эволюции и разрушения крейзов. Различные варианты силовых критериев и деформационный критерий были использованы для определения соответственно моментов зарождения и разрушения крейзов. Estevez с соавторами [19] показали, что предложенная в работе [20] модель “когезионной поверхности” способна описать конкуренцию между пластическим течением и порообразованием в результате разрушения крейзов в стеклообразных полимерах.

Однако в результате переориентации и вытягивания полимерных фрагментов анизотропия механических свойств поликристаллических и аморфно-кристаллических полимеров обычно меняется в процессе деформирования. Высокая степень анизотропии в сочетании с нелинейностью механического поведения полимеров может приводить к потере устойчивости материала [23].

В настоящей работе сформулирован критерий локального разрушения, связывающий возникновение микропор в полимере с локальной потерей устойчивости упругих деформаций (вырождением плотности упругой энергии). На основе разработанных ранее [12, 23] определяющих соотношений больших вязкопластических деформаций полимеров, сформулированного

критерия локального разрушения и метода конечных элементов смоделирована кинетика зарождения и накопления микроразрушений в пористых полимерных композитах в условиях одноосного растяжения с постоянной скоростью. Моделирование выполнено в предположении о периодичности и цилиндрической симметрии структуры композита, что позволяет свести задачу к анализу механических полей в пределах двумерного представительного элемента структуры (ячейки периодичности), содержащего одно круглое включение.

В работе рассмотрены полимерные матрицы двух типов. Оба полимера характеризуются наличием участков деформационного размягчения на инженерных диаграммах одноосного растяжения. Отличие диаграмм заключается в наличии или в отсутствии участков деформационного упрочнения. Оказалось, что в рамках использованных определяющих соотношений указанное отличие не сильно влияет на микро- и макромеханические закономерности в области малых степеней вытяжек. В обоих случаях начало макроскопического течения композита (достижение пика текучести на диаграмме одноосного растяжения) соответствует потере геометрической связности области нетекущего материала. Зависимость верхнего предела текучести от степени пористости хорошо описывается моделью минимального сечения матричного полимера за исключением области малого наполнения. Напротив, при больших степенях вытяжки наличие или отсутствие деформационного упрочнения оказывает заметное влияние на закономерности разрушения. В частности, различаются области накопления микрорпор и кинетика их перерастания в макроразрушение, степень изрезанности поверхностей разрушения, концентрационные зависимости предельных удлинений.

МОДЕЛЬ ОПРЕДЕЛЯЮЩИХ СООТНОШЕНИЙ БОЛЬШИХ ДЕФОРМАЦИЙ ОДНОРОДНОГО ПОЛИМЕРА

Использованная модель определяющих соотношений подробно обсуждалась в работах [12, 23]. Ниже перечислены основные уравнения и параметры, необходимые для понимания результатов моделирования.

Кинематика модели определяется гипотезой о существовании промежуточного, свободного от напряжений состояния тела X_p , от которого следует отсчитывать мгновенно обратимые (упругие) деформации. Формализация такого допущения сводится к представлению отображения исходных (лагранжевых) координат X в текущие (эйлеровы) координаты x в виде композиции отображений $X \rightarrow X_p \rightarrow x$. В свою очередь это приводит к мультипликативному разложению градиента деформаций $\mathbf{F} = \partial x / \partial X$ на произведение упругой $\mathbf{F}_e = \partial x / \partial X_p$ и пластической $\mathbf{F}_p = \partial X_p / \partial X$ составляющих:

$$\mathbf{F} = \mathbf{F}_e \mathbf{F}_p \quad (1)$$

Текстура полимера описывается функцией $f(x, p)$ плотности распределения структурных фрагментов по направлениям p . Величина $f(x, p)dp$ определяет в точке x долю фрагментов, ориентированных в направлениях, содержащихся в малой окрестности dp направления p .

Под структурным фрагментом понимается стабильный в рассматриваемых условиях анизотропный элемент, характеризуемый определенными механическими свойствами. В зависимости от природы полимера и стадии деформирования физическим прототипом структурного элемента может являться мономерный сегмент или несколько сегментов макромолекулы, кристаллическое образование и т.п. В ряде случаев целесообразно ввести в рассмотрение несколько видов полимерных фрагментов [23]. Однако в настоящей работе структурный фрагмент считается единственным и не сменяемым в процессе деформирования.

Возникающие при деформировании тела напряжения σ обусловлены тензором упругих деформаций

$$\boldsymbol{\epsilon} = \frac{1}{2} \ln(\mathbf{F}_e^* \mathbf{F}_e) \quad (2)$$

Указанная связь задается плотностью упругой энергии

$$U_e = \frac{1}{2} C_{ijkl}^{(f)} \epsilon_{ij} \epsilon_{kl} \quad (3)$$

Компоненты $C_{ijkl}^{(f)}$ тензора упругих модулей $\mathbf{C}^{(f)}$ определяются трансверсально изотропным тензором \mathbf{C}^0 структурного элемента, функцией $f(p)$ и аддитивным вкладом каждой ориентации p :

$$\mathbf{C}^{(f)} = \int f(p) \mathbf{C}^0(p) dp, \quad (4)$$

где $\mathbf{C}^0(p)$ – тензорное преобразование, соответствующее ориентации p структурного элемента.

Предполагается, что в исходном (недеформированном) состоянии материал является изотропным ($f(p) = \text{const}$, упругий тензор инвариантен относительно ортогональных преобразований системы координат). В случае идеальной ориентации $f(p) = \delta(p)$ упругий тензор совпадает с тензором жесткостей структурного элемента: $\mathbf{C}^{(f)} = \mathbf{C}^0$.

Уравнения, описывающие пластическое деформирование, основаны на сдвиговом механизме течения. Изменение градиента \mathbf{F}_p на малом временном шаге Δt определяли при помощи тензора дополнительных пластических дисторсий $\mathbf{F}_p^a(\Delta t)$:

$$\mathbf{F}_p(t + \Delta t) = \mathbf{F}_p^a(\Delta t) \mathbf{F}_p(t) \quad (5)$$

С учетом малости временного шага, дискретности функции $f(p) = f_i \delta(p - p_i)$ и мультипликативности вкладов структурных фрагментов выражение для $\mathbf{F}_p^a(\Delta t)$ в эйлеровых координатах может быть записано в виде

$$\mathbf{F}_p^a(\Delta t) = \prod_i (\mathbf{I} + \dot{\gamma}_p^i \Delta t)^{f_i}, \quad (6)$$

где \mathbf{I} – единичная матрица. Вклад $\dot{\gamma}_p^i$ структурного фрагмента, ориентированного в направлении p_i , в скорость пластического течения пропорционален девиатору упругих деформаций $\boldsymbol{\epsilon}_e^d$ и синусу удвоенного угла ψ_i между ориентацией фрагмента и направлением максимальной вытяжки:

$$\dot{\gamma}_p^i = k_p \boldsymbol{\epsilon}_e^d \sin(2\psi_i) \quad (7)$$

В свою очередь скорость переориентации $\dot{\psi}_i$ пропорциональна углу α_i между направлениями рассматриваемого фрагмента в ненапряженном p_i и напряженном $\mathbf{F}_e p_i$ состояниях:

$$\dot{\psi}_i = k_o \alpha_i \quad (8)$$

Таким образом, скорости пластического течения и эволюции структуры в модели пропорци-

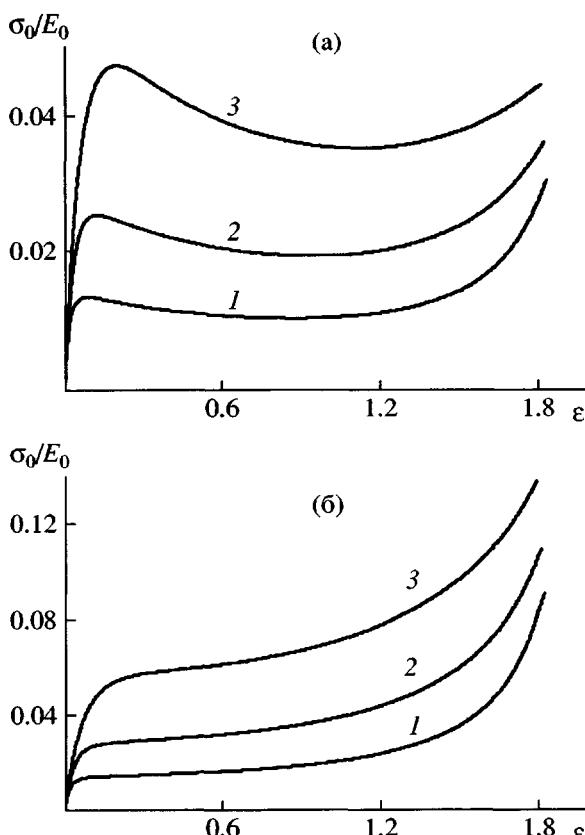


Рис. 1. Инженерные (а) и истинные (б) диаграммы упрочняющегося полимера при одноосном растяжении с постоянной скоростью $\dot{\epsilon}_{\text{macro}}$. Цифрами обозначены диаграммы, соответствующие различным значениям $\dot{\epsilon}_{\text{macro}} = 0.05$ (1), 0.1 (2) и 0.2 с^{-1} (3).

нальны упругим деформациям. Константы пропорциональности k_p и k_o являются параметрами модели. Варьируя их, можно изменять не только количественные, но и качественные черты моделируемого деформационного поведения: наличие и положение пика текучести, существование и интенсивность деформационного упрочнения и др. Линейные зависимости (7) и (8) отражают тенденцию повышения скоростей протекания необратимых процессов с увеличением напряжения. Однако предсказываемые изменения количественно не соответствуют экспериментальным данным. В реальности изменение напряжений в разы обуславливает изменение порядков скоростей.

Из выражений (7) и (8) также следует, что упругая дилатация не приводит к необратимым изменениям формы, размеров и структуры материала. Принятое допущение не оправдано, например, при наличии пор или свободного объема.

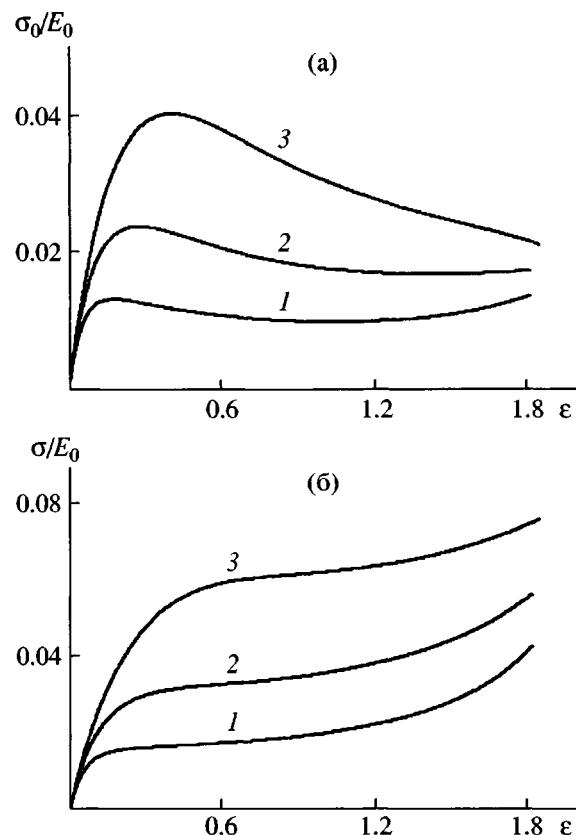


Рис. 2. Инженерные (а) и истинные (б) диаграммы неупрочняющегося полимера при тех же условиях нагружения, что и для диаграмм, приведенных на рис. 1.

Скорости течения и переориентации существенно зависят от текстуры полимера. Согласно использованной модели, ни первый, ни второй процесс не реализуется, если все полимерные фрагменты ориентированы в направлении максимальной упругой деформации. Наиболее подверженными течению и переориентации являются фрагменты, ориентированные под острым углом к этому направлению. Величина угла составляет 45° в случае течения (по причине заложенного в модель сдвигового механизма) и зависит от отношения главных упругих вытяжек для переориентации. Обсуждаемый фактор также отражает реальные закономерности, хотя и не в полной мере. В частности, Hu и Schmidt-Rohr [24] методом ЯМР выявлен механизм вытяжки высокоориентированных цепей.

В расчетах использовали два набора значений кинетических констант k_p и k_o . Выбор определялся намерением изучить деформационно-прочностные свойства композитов на основе полимеров, способных и не способных к деформационному

упрочнению. Оба полимера характеризуются наличием пиков текучести. Диаграммы их одноосной вытяжки с постоянной скоростью представлены на рис. 1 и 2 соответственно.

Критерием локального разрушения служит потеря устойчивости упругих деформаций. В работах [18, 23] достижение соответствующих условий в одной точке (точнее, в одном конечном элементе) материала трактовалось как разрушение композита в целом. В настоящей работе “разрушенную” область (конечный элемент) заменяли порой, что “возвращало” устойчивость численной схеме и позволяло продолжить модельное деформирование материала. В последующие моменты времени условия потери устойчивости реализовывались в новых областях. В результате в материале накапливались новые микроразрушения (микропоры). Потеря связности материала, приводящая к исчезновению макроскопических напряжений, трактовалась как макроразрушение.

Критерий потери устойчивости упругих деформаций реализуется при задании плотности упругой энергии в виде уравнения (3) в эйлеровой системе координат тем раньше, чем выше степень анизотропии материала. Он является самым “мягким” из всех возможных критериев в том смысле, что предсказываемый момент разрушения максимально удален. После его достижения материал, согласно математической модели, теряет способность к стабильному отклику на приложенную нагрузку. Реальные критерии разрушения должны быть более “жесткими”. Целесообразно заложить в модель определенный “запас прочности”. Это означает, что момент разрушения должен определяться значением параметра, изменением которого этот момент можно приблизить или отдалить. Таким критерием в моделях деформирования и разрушения композитов на основе стеклообразных полимеров обычно служит достижение напряжением дилатации $\frac{1}{3}\sigma_{ii}$ критического значения σ_{cr} .

Тем не менее в настоящей работе используется критерий потери устойчивости упругих деформаций. Причиной является его универсальность относительно структуры и свойств материала. Если материал не изменяет их по мере деформирования, то любой силовой критерий, в частности дилатационный, должен быть единым. Используемые определяющие соотношения описывают эволюцию структуры и свойств полимера. Исход-

но изотропный и ориентированный в результате вытяжки полимеры должны разрушаться при различных нагрузках, что правильно отражает предложенный критерий.

Ненаполненные полимеры деформируются однородно (в рамках модели). По этой причине критерий разрушения достигается одновременно во всех точках деформируемого образца, т.е. моменты появления первых микропор и глобального разрушения совпадают.

ОПИСАНИЕ МОДЕЛИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ

Задачи расчета полей деформаций и напряжений, макроскопических диаграмм деформирования и описания процессов разрушения решались в двумерной постановке. Модель основана на допущении периодичности структуры и напряженно-деформированного состояния. Круглые включения одинакового размера размещаются в узлах квадратной решетки (рис. 3а).

Следует отметить, что допущение о периодичности напряжений и деформаций является независимым и, вообще говоря, не следует из периодичности структуры. Так, условия одноосного нагружения вовсе не гарантируют однородность деформирования гомогенного материала. При достаточно больших степенях вытяжки вследствие неустойчивости однородного течения формируются полосы сдвига, шейка, крейзы. Формирование областей локализации деформаций в пористых композитах хорошо известно из экспериментов и показано методами численного моделирования [14–17, 25]. По нашему мнению, локализация является следствием не только пространственной нерегулярности наполнения, но и неустойчивости “регулярного” (периодического) деформирования. Принятое в данной работе допущение периодичности напряженно-деформированного состояния позволяет рассчитывать эффективные определяющие соотношения для эквивалентного гомогенного материала. Впоследствии полученные соотношения могут быть использованы для описания эффектов локализации, минуя анализ напряженно-деформированного состояния для конкретной геометрии наполнения. Так, наличие пика текучести на макроскопи-

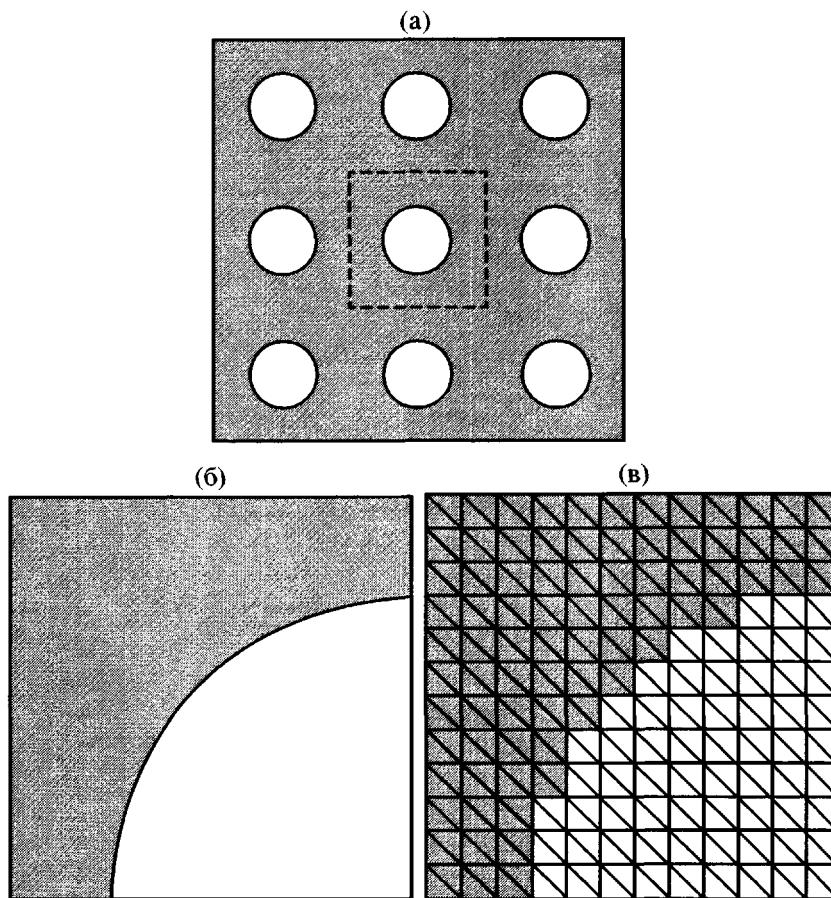


Рис. 3. Периодическая структурная модель композита с выделенной пунктиром ячейкой периодичности (а), четверть ячейки периодичности (б) и ее разбиение на конечные элементы (в).

ческой диаграмме одноосной вытяжки композита явится указанием на локализацию типа шейки.

Деформирование и разрушение композитов моделируется в работе для макродеформаций, со- осных плоскостям симметрии геометрической структуры. В этом случае можно ожидать такой же симметрии напряженно-деформированного состояния. Отметим, что, во-первых, сформулированное допущение о соосности сужает класс поддающихся анализу режимов нагружения: например, в его рамках не может быть рассмотрен сдвиг в направлении осей симметрии. Во-вторых, как периодичность структуры не гарантирует перио- дичности напряженно-деформированного состояния, так и зеркальная симметрия структуры и условий нагружения не обеспечивает такой же симметрии решения. Тем не менее обсуждаемое ограничение, как и предыдущее, также принято в работе. Оно позволяет в 4 раза уменьшить размер представительного элемента структуры с ячейки периодичности, выделенной пунктиром на рис. 3а,

до ее четверти (рис. 3б), упростить краевые условия и алгоритм решения задачи.

Краевые условия и численный алгоритм решения краевой задачи механики сплошной среды подробно описаны в работе [23]. Представительный элемент среды (рис. 3в) покрывается системой одинаковых треугольных конечных элементов. Каждому конечному элементу придаются свойства полимерной матрицы (серый цвет) либо включения (белый цвет) в зависимости от того, какой компонентой занята большая часть площади соответствующего квадрата. В результате гладкая межфазная граница (четверть окружности) аппроксимируется ломаной линией, состоящей из вертикальных и горизонтальных участков. Система конечных элементов могла быть выбрана лучше с точки зрения аппроксимации круглой межфазной границы. Однако мы остановились на описанном способе разбиения, поскольку используем прямой (в отличие от итерационного) алгоритм решения дискретных уравнений метода конечных элементов. Кроме того, при измельчении

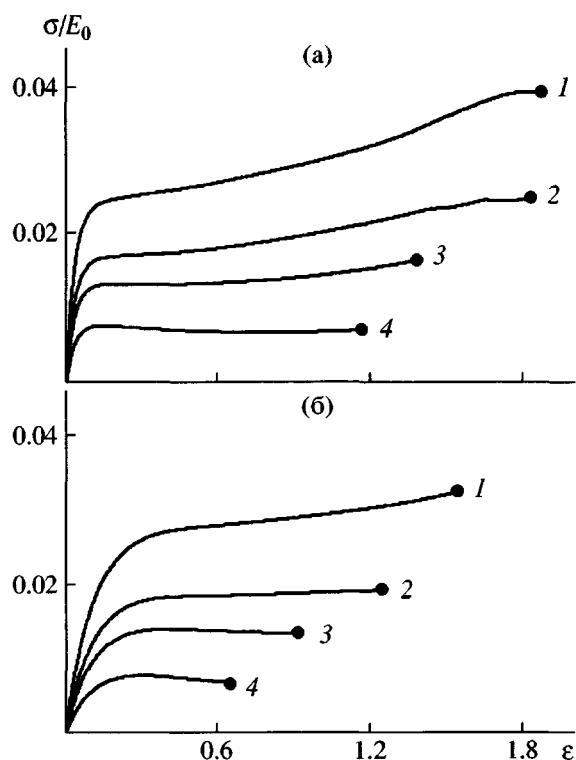


Рис. 4. Истинные диаграммы пористых композитов на основе упрочняющейся (а) и неупрочняющейся (б) полимерных матриц при постоянной скорости одноосного растяжения $\dot{\epsilon}_{macro} = 0.1 \text{ c}^{-1}$. Цифрами обозначены диаграммы, соответствующие различным степеням наполнения $\Phi = 5$ (1), 20 (2), 30 (3) и 50% (4). Точками отмечены моменты макроскопического разрушения.

сетки аппроксимация межфазной границы улучшается.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ КОМПОЗИТОВ

На рис. 4 представлены предсказываемые моделью изменения диаграмм одноосной вытяжки полимера при добавлении в него пор. Способность (полимер типа 1, рис. 4а) или неспособность (полимер типа 2, рис. 4б) полимерной матрицы к деформационному упрочнению не оказывают заметного влияния на деформационное поведение в районе пика текучести.

Зависимости напряжения и деформации текучести от объемного содержания пор представлены на рис. 5. Тип полимерной матрицы, как уже отмечалось, не отражается на характеристиках начала макроскопического течения. С этой точки зрения кривые являются едиными. Высота пика

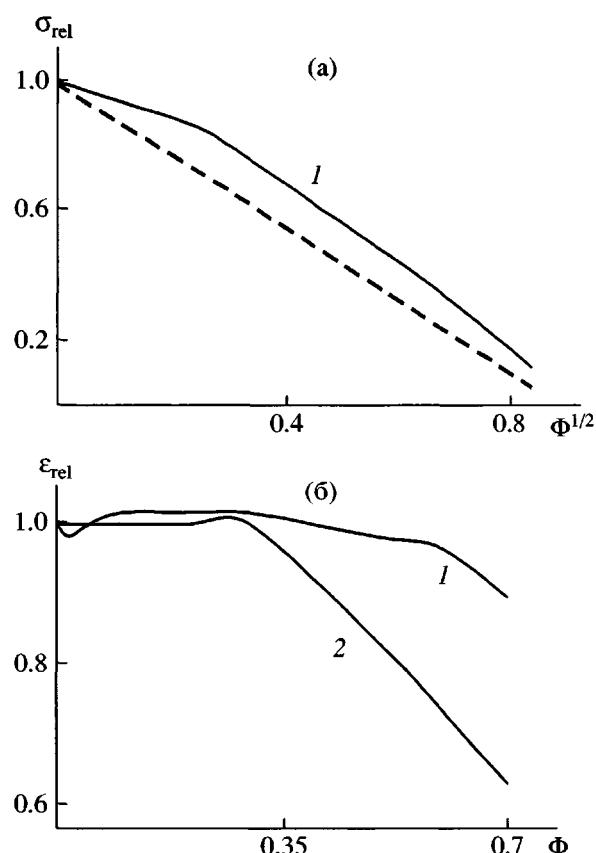


Рис. 5. Зависимости пределов (а) и деформаций (б) текучести композитов (1), отнесенных к соответствующим значениям для ненаполненного полимера, от степени наполнения. Кривая 2 соответствует значениям макродеформаций, при достижении которых пропадает геометрическая связность области, занятой нетекущим материалом. Штриховая линия отражает зависимость, рассчитанную по модели минимального сечения [26].

текучести (рис. 5а) уменьшается, а деформация текучести (рис. 5б) слабо изменяется с ростом содержания пор.

Для удобства сравнения с известным критерием [26] концентрационные зависимости предела текучести приведены на рис. 5а в координатах $\Phi^{1/2}-\sigma$. Упомянутый критерий состоит в предположении о том, что соответствующее пику диаграммы композита макроскопическое течение начинается при достижении предела текучести σ_y'' матрицы в каждой точке некоторого сечения композита. Логично предположить, что указанное условие реализуется раньше всех в минимальном сечении полимера, проходящем для рассматриваемой структурной модели через центры со-

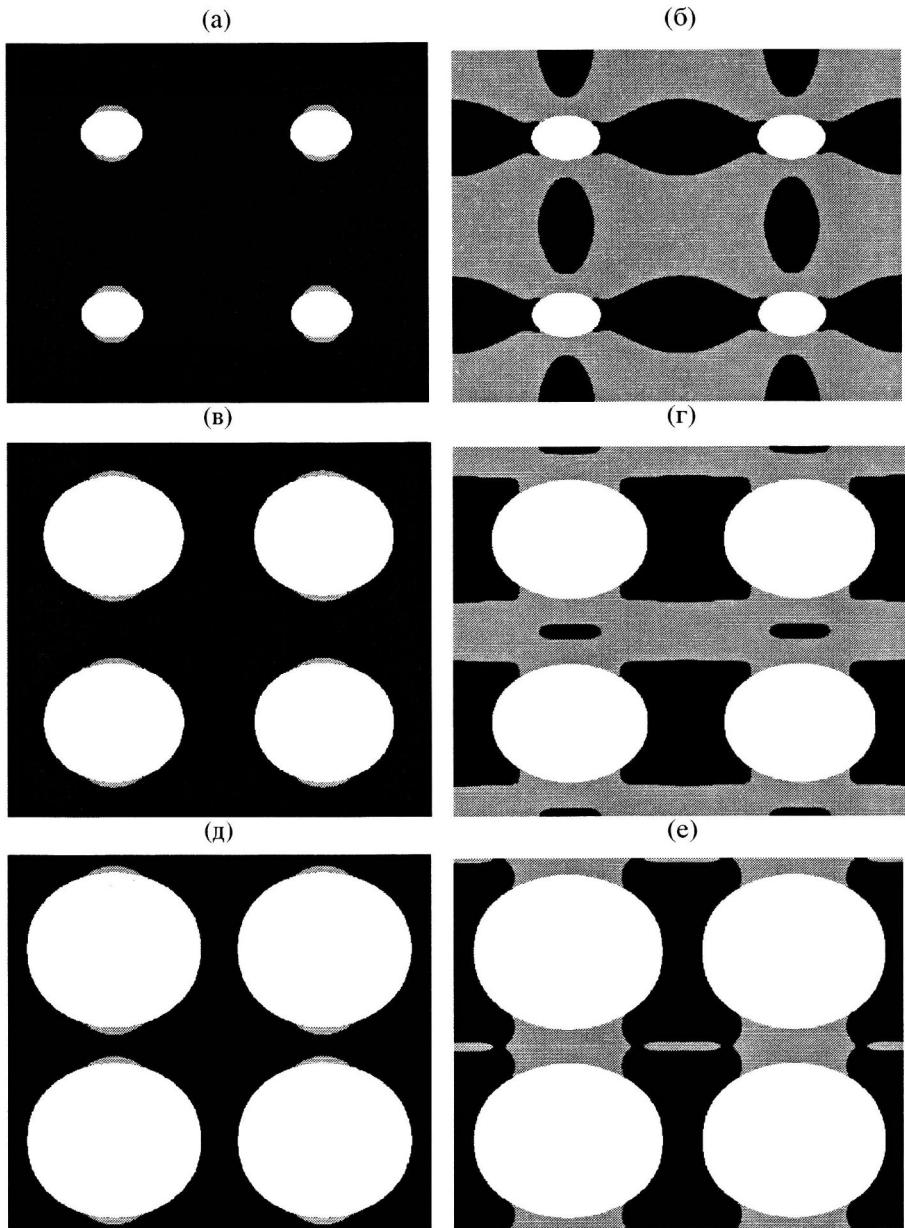


Рис. 6. Конфигурации областей течения (серый цвет) в упрочняющейся полимерной матрице в композитах при $\varepsilon_{\text{macro}} = 0.1$ (а, в, д) и $\varepsilon_{\text{macro}} = 0.14$ (б, г, е) для трех степеней наполнения $\Phi = 5$ (а, б), 30 (в, г) и 50% (д, е).

седних пор. Его относительная площадь составляет $1 - \frac{2}{\sqrt{\pi}} \Phi^{1/2}$ (в трехмерном случае она равна $1 - \frac{3\sqrt{9\pi}}{16} \Phi^{2/3}$). Тем самым относительный предел текучести композита

$$\sigma_{\text{rel}} = \frac{\sigma_y^c}{\sigma_y^m} = 1 - \frac{2}{\sqrt{\pi}} \Phi^{1/2} \quad (9)$$

Зависимость (9) отражена штриховой линией на рис. 5а.

Модель, развитая в работе [26], фактически основана на двух гипотезах. Первая состоит в том, что пик текучести композита достигается в момент формирования связной области течения матрицы в направлении, перпендикулярном оси вытяжки. Вторая основана на предположении, что соответствующая область окружает минимальное сечение, т.е. локализована вблизи экваторов пор. Анализ рассчитываемых в данной работе напряженно-деформированных состояний позволяет проверить справедливость обеих гипотез. Кривая 2 на рис. 5б отражает зависимость ма-

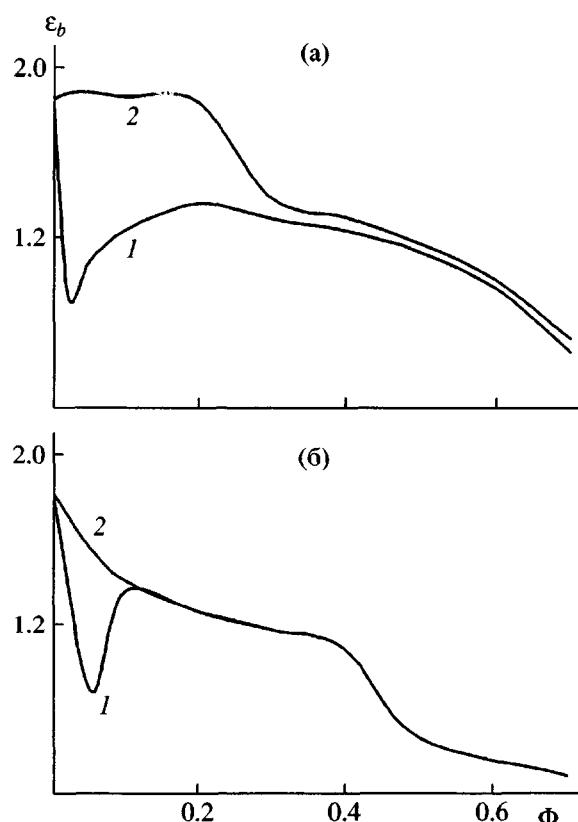


Рис. 7. Концентрационные зависимости деформаций, соответствующих формированию первого микродефекта (1), и предельных удлинений (2) композитов на основе упрочняющегося (а) и неупрочняющегося полимеров (б).

крайдеформаций, соответствующих моменту формирования связных областей течения матрицы, от степени наполнения.

На рис. 6 изображены конфигурации областей течения матрицы до и после пика для малой и большой степеней наполнения. В соответствии со сдвиговой моделью течения полимера принадлежность точки к области течения определялась достижением эквивалентной пластической деформацией

$$\varepsilon_p = \ln \gamma_p \quad (10)$$

величины, характерной для пика однородно деформируемого полимера (γ_p – корень из максимального собственного значения квадрата градиента пластических деформаций $F_p^* F_p$).

Из приведенных данных можно сделать следующие выводы.

При малых и средних (до 30 об. %) степенях наполнения достижение пика текучести действи-

тельно соответствует моменту формирования связного кластера локальных областей течения. Однако при большом содержании пор ($\Phi = 50\%$, рис. бд, бе) кластер формируется до достижения максимума на диаграмме деформирования.

Как известно из упругого решения задачи об одноосном деформировании изотропного материала с круглой порой, наиболее интенсивное деформирование материала осуществляется в окрестности экватора поры. Соответственно и начало пластического течения должно локализоваться в этой области (назовем ее областью А), что и наблюдается (рис. 6а, 6в, бд). Результаты численного моделирования показывают, что в случае периодического расположения круглых пор вслед за этим пластически деформированными оказываются области Б, расположенные в окрестности середин отрезков, соединяющих центры соседних включений по направлениям 45° к горизонтали. Моменты зарождения течения в областях Б на рис. 6 не отражены. Следует отметить, что такая же закономерность зарождения областей течения предсказывается теорией малых упругопластических деформаций [27].

В ходе дальнейшего деформирования расширяются и области А, и области Б. Однако сравнительные скорости роста оказываются разными в зависимости от объемного содержания пор. При малых и средних Φ сначала сливаются области Б и А (рис. 6б, 6г) и формируются зоны пластически деформируемого полимера под углом 45° к оси вытяжки. При высоком наполнении (рис. 6е) связность возникает сначала в направлении, перпендикулярном оси вытяжки, и только впоследствии к сформированным вертикальным зонам присоединяются области Б.

При малой и средней степени наполнения связность зон течения возникает в пике текучести, в то время как при большом содержании пор предшествует его достижению (рис. 5, кривая 2; рис. 6).

Из проведенного анализа следует, что первая гипотеза модели минимального сечения [26] о совпадении моментов формирования пересекающихся образец зон течения и достижения пика текучести справедлива при небольшом содержании пор. Напротив, гипотеза о локализации сквозных зон течения в окрестности минимального сечения реализуется при высоких значениях Φ .

Из сравнения концентрационной зависимости предела текучести (рис. 5а, кривая 1) с предсказа-

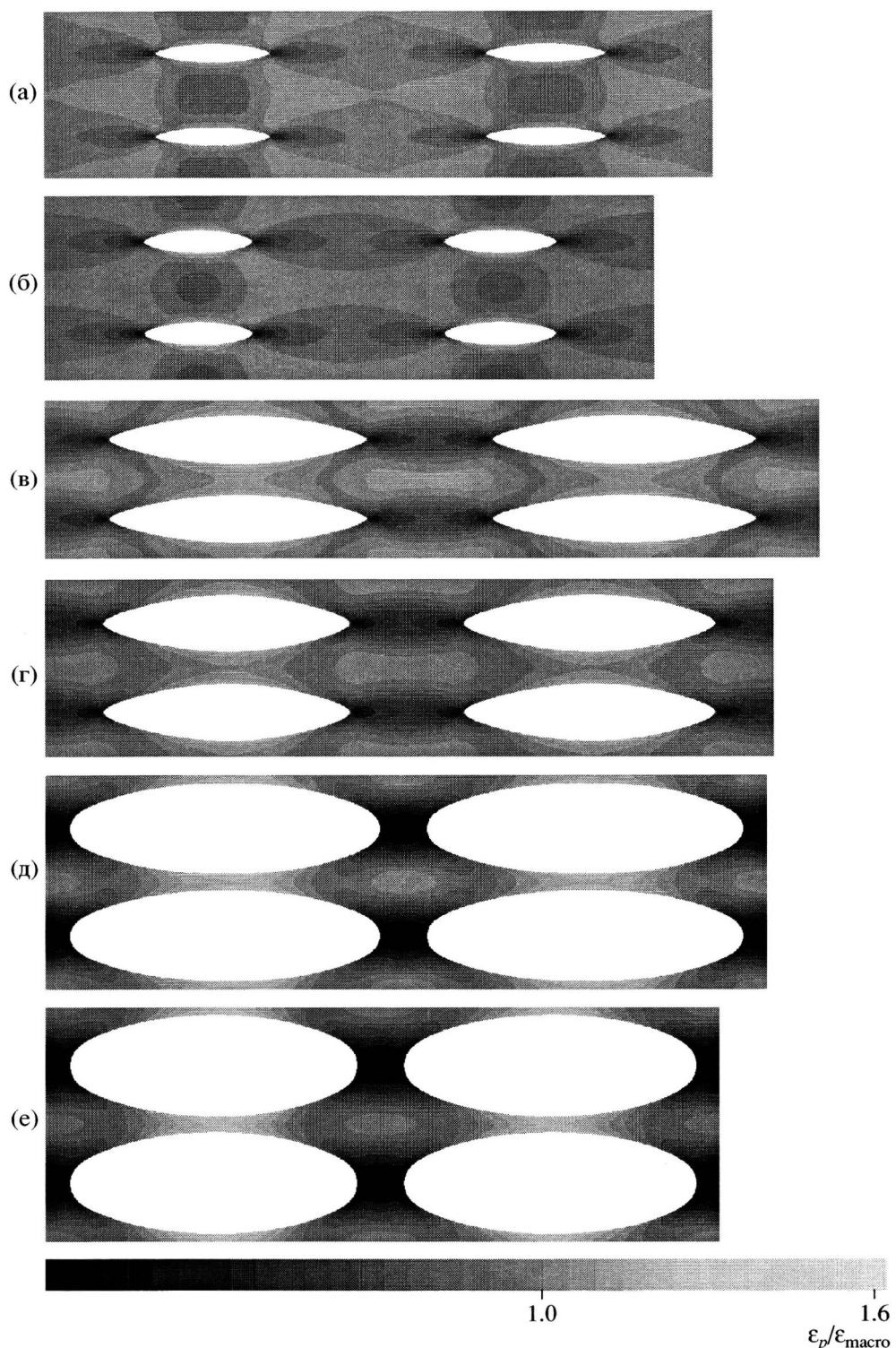


Рис. 8. Распределения интенсивностей пластического течения в упрочняющейся (а, в, д) и неупрочняющейся (б, г, е) полимерных матрицах перед формированием первого микродефекта при начальном содержании пор 5 (а, б), 20 (в, г) и 40% (д, е).

нием (9) модели минимального сечения (штриховая линия на рис. 5а) следует, что эта зависимость является убывающей и выпуклой в координатах $\Phi^{1/2}-\sigma$, т.е. скорость снижения предела текучести

увеличивается с $\Phi^{1/2}$. Причиной отмеченной закономерности является сужение зон течения с добавлением пор и тем самым с увеличением локальных скоростей их вытяжки, а, следователь-

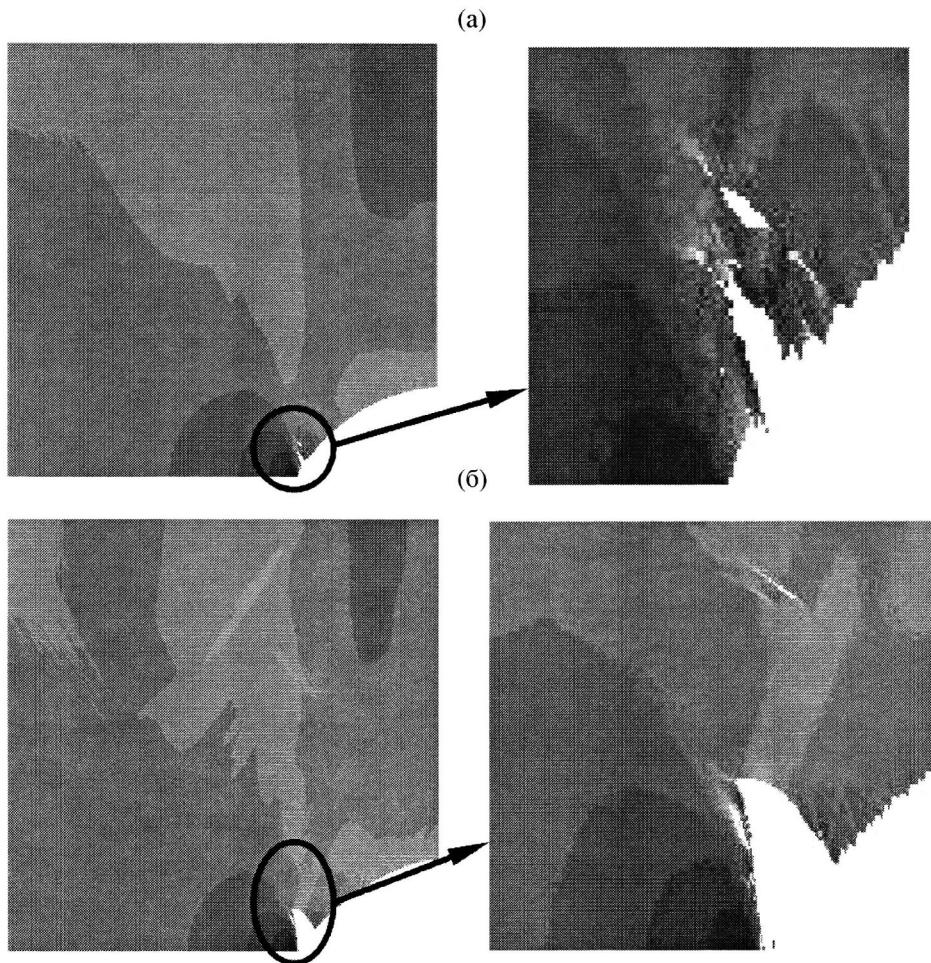


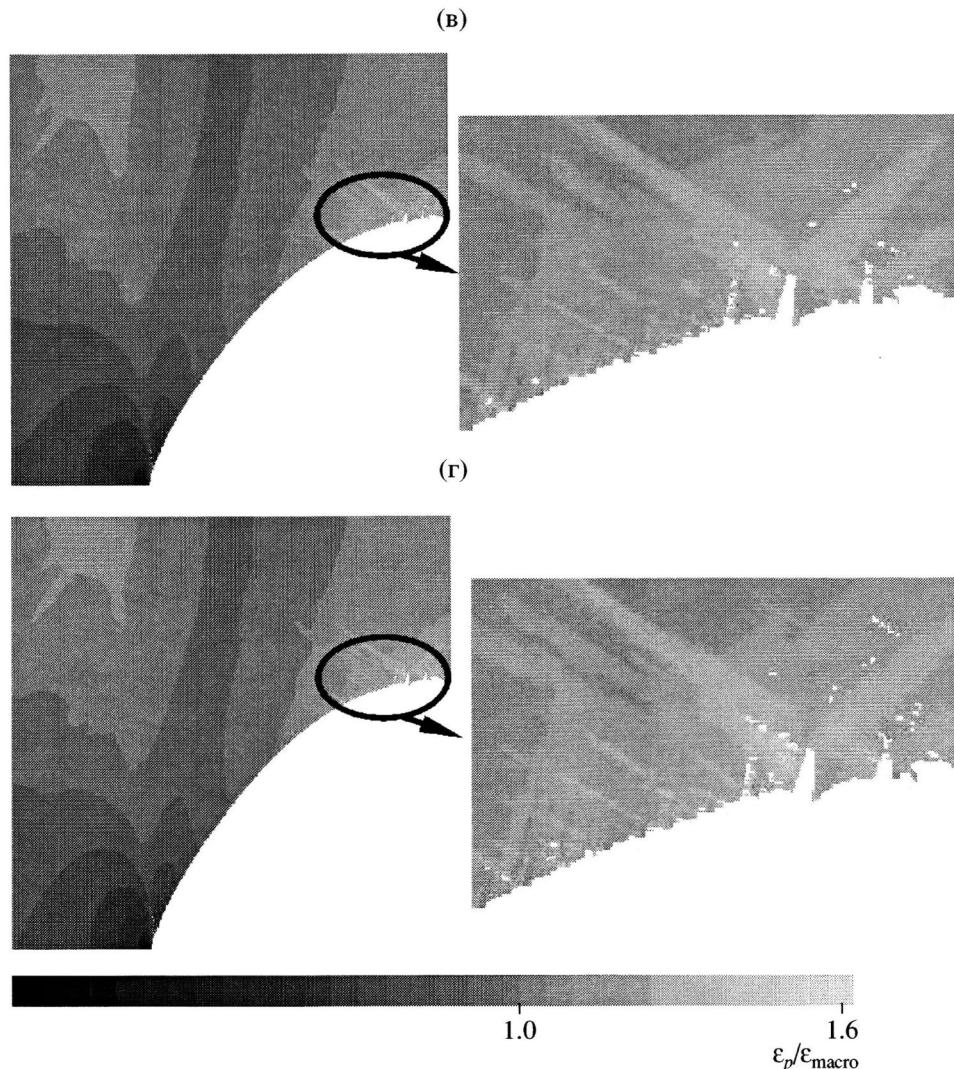
Рис. 9. Распределения интенсивностей пластического течения и конфигурации образовавшихся микропор в случае упрочняющейся полимерной матрицы. Начальное содержание пор $\Phi = 5$ (а, б) и 20% (в, г); деформация $\varepsilon_{\text{macro}} = 1.55$ (а), 1.87 (б), 1.75 (в) и 1.82 (г).

но, локальных пределов текучести полимера по сравнению с фиксированной макроскоростью. Построенная зависимость была бы более прямолинейной, если бы определяющие соотношения предусматривали более слабую зависимость скорости пластического течения от напряжения.

Тем не менее в области $\Phi > 30\%$, где зоны течения локализованы в окрестности минимального сечения, кривая 1 почти прямолинейна и параллельна штриховой прямой. Иными словами, уравнение (9) модели минимального сечения [26] выполняется с завышенным значением предела текучести матрицы σ_y^m , что, как уже отмечалось, является следствием высоких локальных скоростей деформирования вертикальных зон течения.

РЕЗУЛЬТАТЫ МОДЕЛИРОВАНИЯ РАЗРУШЕНИЯ КОМПОЗИТОВ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 7 представлены концентрационные зависимости макроскопических удлинений, при которых происходит первое микроразрушение (кривые 1), и предельные удлинения (кривые 2), соответствующие в модели падению до нуля макроскопических растягивающих усилий. Сбросывание макронапряжений оказывается в большинстве случаев резким, соответствует слиянию участков микроразрушений и потере связности полимерной матрицы. В отдельных случаях такое разделение образца не достигалось при моделировании: численный алгоритм раньше терял устойчивость. Рисунки 7а и 7б соответствуют упрочняющейся (тип 1) и неупрочняющейся (тип 2) полимерным матрицам соответственно.

**Рис. 9.** Окончание.

Распределения интенсивности пластических деформаций ε_p при макроскопических вытяжках, предшествующих формированию первого микродефекта и макроразрушению при низкой, средней и высокой пористости, представлены на рис. 8 и 9 соответственно. Рисунок 10 отражает конфигурацию поверхностей разрушения композитов на основе полимеров обоих типов при малом, среднем и высоком содержании пор.

Сравнение макроскопических предельных характеристик, напряженно-деформированных состояний и геометрии поверхностей разрушения выявляет ряд общих черт и существенных различий. К общим закономерностям относятся следующие:

1. Реализация вязкохрупкого перехода (резкое уменьшение удлинений при разрыве) с увеличением степени наполнения.

2. Протяженность процессов накопления микроразрушений при малом содержании пор и их лавинообразность при более высоком наполнении. При малых значениях Φ появление первых микроповреждений не приводит к потере несущей способности композита, в то время как при большом содержании пор локальное разрушение практически сразу перерастает в глобальное.

3. Как известно, малые упругие деформации материала с единичной порой приводят к изменению ее формы с круглой (сферической) на эллиптическую (эллипсоидальную). При значительных

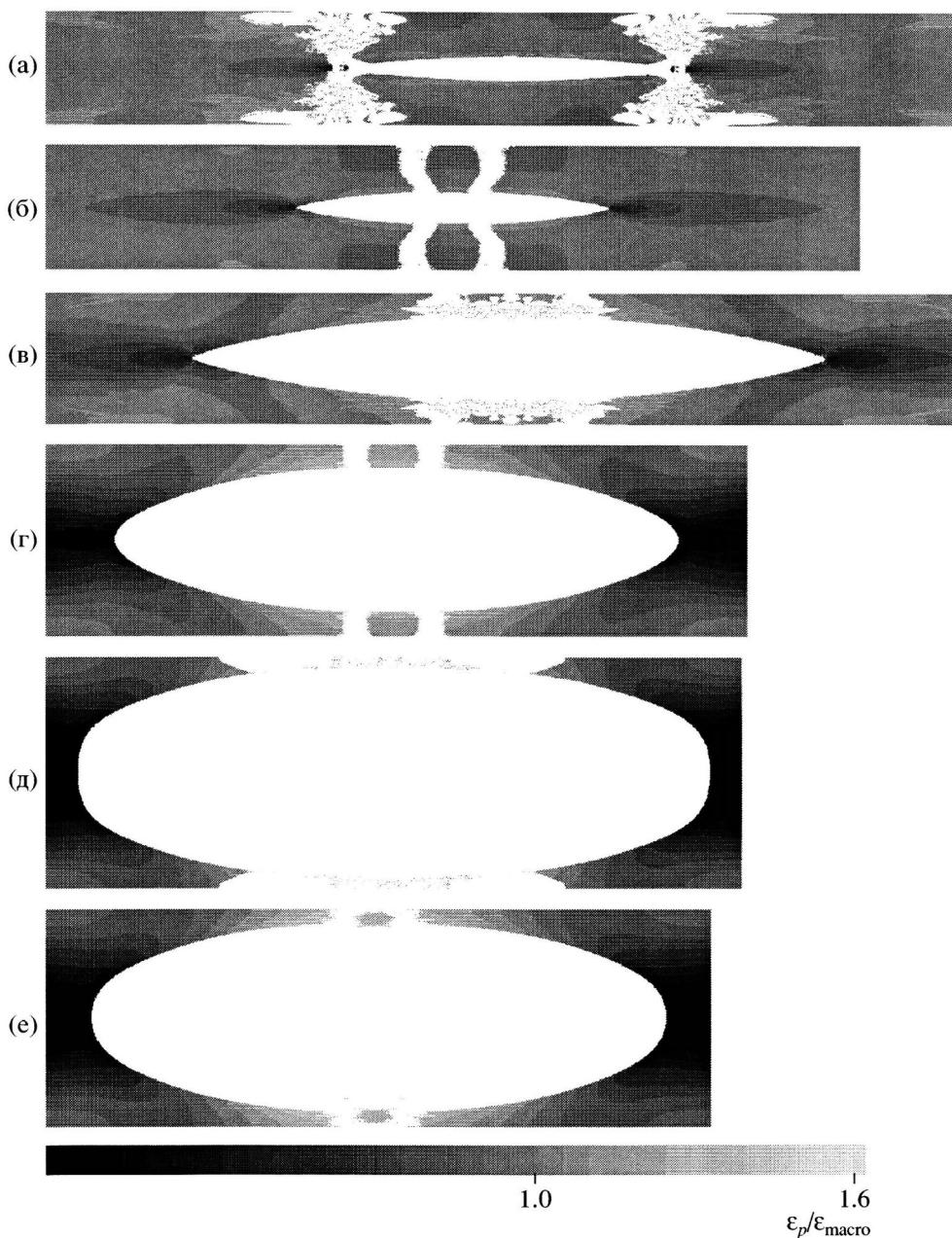


Рис. 10. Конфигурации поверхностей разрушения композитов на основе упрочняющегося (а, в, д) и неупрочняющегося (б, г, е) полимеров при объемном содержании пор $\Phi = 5$ (а, б), 20 (в, г), 50 (д) и 40% (е).

вытяжках (рис. 8, 10) форма пор далека от эллиптической даже при малой их концентрации. В частности, происходит заострение границ пор в районе полюсов.

4. При малых значениях Φ пластическое течение наиболее интенсивно развивается в окрестности полюсов пор. Соответственно, в этой же области появляются первые микроразрушения. Интенсивность течения перемещается к экватору при увеличении содержания включений.

В отличие от рассмотренного в предыдущем разделе случая небольших деформаций тип полимерной матрицы существенно влияет на развитое течение и разрушение. Отметим наиболее важные с нашей точки зрения различия, обусловленные наличием или отсутствием деформационного упрочнения.

1. Вязкохрупкий переход осуществляется раньше для полимера первого типа ($\Phi \approx 20\%$ по сравнению с $\Phi \approx 40\%$). При этом во всей области на-

полнений более вязкими оказываются композиты на основе полимера первого типа.

2. Область наполнений, в которой процесс накопления микроразрушений растянут во времени, значительно шире в случае полимера с упрочнением ($0 < \Phi < 30\%$ по сравнению с $0 < \Phi < 10\%$). Точнее, различие в появлении первых микродефектов и их накоплении проявляется в следующем. Как было отмечено, в обоих случаях первые разрушения осуществляются при малых значениях Φ в районе полюсов включений. В случае упрочняющегося полимера при малых Φ вслед за появлением первого дефекта в районе полюса новые микроразрушения накапливались в той же области, что в результате и приводило к глобальному разрушению с нерегулярной ("рваной") поверхностью. С увеличением Φ формирование новых микроразрушений смешалось к экватору, и глобальное разрушение осуществлялось по механизму формирования экваториальной трещины нерегулярной формы. Для полимера второго типа зарождение микродефекта в районе полюса наблюдалось только при $\Phi = 5\%$. Этот микродефект оставался единственным некоторое время, после чего формировалось микроразрушение в районе полюса, приводящее к лавинообразному накоплению микродефектов в той же области. Указанный процесс завершался быстрым макроразрушением по механизму формирования экваториальной трещины с гладкой границей.

3. Изрезанность (полимер типа 1) либо гладкость (полимер типа 2) поверхностей разрушения (рис. 10) коррелирует с нерегулярностью либо с регулярностью распределений механических полей, в частности интенсивности пластического деформирования в области предразрушения (рис. 9).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Нарисава И. // Прочность полимерных материалов / Под ред. Ёкобори Т. М.: Химия, 1987.
2. Качанов Л.М. Основы механики разрушения. М.: Наука, 1974.
3. Herrmann K.P., Oshmyan V.G. // Int. J. Solids Structures. 2002. V. 39. № 11. P. 3079.
4. Boyce M.C., Parks D.M., Argon A.S. // Mech. Mater. 1988. V. 7. № 1. P. 15.
5. Arruda E.M., Boyce M.C. // Int. J. Plasticity. 1993. V. 9. № 6. P. 697.
6. Wu P.D., Van der Giessen E. // J. Mech. Phys. Solids. 1993. V. 41. № 3. P. 427.
7. Tervoort T.A., Smit R.J.M., Brekelmans W.A.M., Govaert L.E. // Mech. Time-Dependent Mater. 1998. V. 1. № 3. P. 269.
8. Anand L., Gurtin M.E. // Int. J. Solids Structures. 2003. V. 40. № 6. P. 1465.
9. Parks D.M., Ahzi S. // J. Mech. Phys. Solids. 1990. V. 38. № 5. P. 701.
10. Lee B.J., Parks D.M., Ahzi S. // J. Mech. Phys. Solids. 1993. V. 41. № 10. P. 1651.
11. Ahzi S., Lee B.J., Asaro R.J. // Mater. Sci. Eng. A. 1994. V. 189. № 1–2. P. 35.
12. Ошмян В.Г. // Высокомолек. соед. Б. 1995. Т. 37. № 1. С. 154.
13. Ritchie S.J.K. // J. Mater. Sci. 2000. V. 35. № 23. P. 5829.
14. Steenbrink A.C., Van der Giessen E., Wu P.D. // J. Mater. Sci. 1998. V. 33. № 12. P. 3163.
15. Socrate S., Boyce M.C. // J. Mech. Phys. Solids. 2000. V. 48. № 2. P. 233.
16. Tzika P.A., Boyce M.C., Parks D.M. // J. Mech. Phys. Solids. 2000. V. 48. № 9. P. 1893.
17. Van Melick H.G.H., Govaert L.E., Meijer H.E.H. // Polymer. 2003. V. 44. № 2. P. 457.
18. Ошмян В.Г., Тиман С.А., Шамаев М.Ю. // Высокомолек. соед. А. 2003. Т. 45. № 10. Р. 1689.
19. Estevez R., Tijssens M.G.A., Van der Giessen E. // J. Mech. Phys. Solids. 2000. V. 48. № 12. P. 2585.
20. Tijssens M.G.A., Van der Giessen E., Sluys L.J. // Mech. Mat. 2000. V. 32. № 1. P. 19.
21. Socrate S., Boyce M.C., Lazzeri A. // Mech. Mat. 2001. V. 33. № 3. P. 155.
22. Gearing B.P., Anand L. // Int. J. Solids Structures. 2004. V. 41. № 11–12. P. 3125.
23. Herrmann K.P., Ошмян В.Г., Тиман С.А., Шамаев М.Ю. // Высокомолек. соед. С. 2002. Т. 44. № 9. С. 1677.
24. Hu W.-G., Schmidt-Rohr K. // Acta Polymerica. 1999. B. 50. № 8. S. 271.
25. Smit R.J.M., Brekelmans W.A.M., Meijer H.E.H. // J. Mech. Phys. Solids. 1999. V. 47. № 2. P. 201.
26. Nikolas L., Narkis M. // Polym. Eng Sci. 1971. V. 11. № 3. P. 194.
27. Качанов Л.М. Основы теории пластичности. М.: Наука, 1969.

Modeling of Deformation and Failure of Voided Polymer Composites with Regular Void Arrangement: A New Type of the Local-Failure Criterion

V. G. Oshmyan, S. A. Timan, and M. Yu. Shamaev

Semenov Institute of Chemical Physics, Russian Academy of Sciences,
ul. Kosygina 4, Moscow, 119991 Russia

Abstract—Numerical simulation of deformation and failure of voided polymer composites under uniaxial draw conditions was performed on the basis of the earlier constructed model of viscoplastic deformation to large strains. A criterion for local failure was proposed, which relates the appearance of microfailures (microvoids) in the polymer to the local loss of stability of elastic deformation (degeneration of elastic energy density). For various initial concentrations of regularly arranged circular voids, the kinetics of buildup of microvoids in the matrix depending on the composite draw ratio was studied and the ultimate elongation values were calculated. It was shown that in terms of the model of constitutive relations, an increase in the flow stress with an increase in the rate of plastic flow (strain-rate hardening) impedes the localization of strains in matrix interlayers between voids. This effect, in particular, leads to the situation that the polymer amenability to strain hardening exerts a noticeable influence on the deformation and failure behavior only at large macroscopic draw ratios of the composite.